

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-073608

(43)Date of publication of application : 16.03.1999

(51)Int.Cl. G11B 5/147
G22C 38/00
G22C 45/02
G11B 5/187
H01F 10/14

(21)Application number : 09-235282 (71)Applicant : ALPS ELECTRIC CO LTD
INOUE AKIHISA

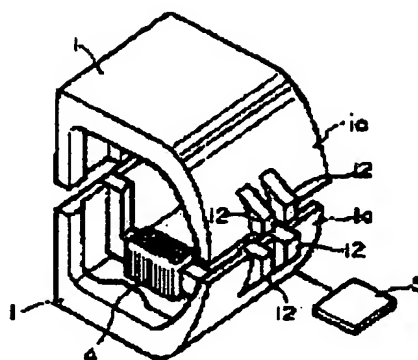
(22)Date of filing : 29.08.1997 (72)Inventor : KOSHIBA HISATO
MAKINO TERUHIRO
INOUE AKIHISA

(54) INDUCTIVE HEAD

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an inductive head using a metallic glass alloy as the cores which shows soft magnetic property at room temp. and can be easily obtd. in a thicker bulk state in comparison with an amorphous alloy thin sheet obtd. by a conventional liquid quenching method.

SOLUTION: This head has bulk cores 12 produced by sintering a powder of soft magnetic metallic glass alloy having the following properties. The metallic glass alloy essentially consists of one or more elements of Fe, Co, Ni and contains B and one or more elements of Zr, Nb, Ta, Hf, Mo, Ti, V. The metallic glass alloy shows $\geq 20^\circ$ K temp. difference ΔT_x in the supercooled liquid region expressed by the equation of $\Delta T_x = T_x - T_g$, wherein T_x is the initiating temp. of crystallization and T_g is the glass transition temp.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-73608

(43) 公開日 平成11年(1999) 3月16日

(51) Int.Cl. ⁸	識別記号	F I.
G 1 1 B 5/147		G 1 1 B 5/147
C 2 2 C 38/00	3 0 3	C 2 2 C 38/00 3 0 3 S
45/02		45/02 A
G 1 1 B 5/187		G 1 1 B 5/187 K
H 0 1 F 10/14		H 0 1 F 10/14
審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 11 頁)		

(21) 出願番号 特願平9-235282

(22) 出願日 平成9年(1997) 8月29日

(71) 出願人 000010098

アルプス電気株式会社

東京都大田区雪谷大塚町1番7号

(71) 出願人 591112625

井上 明久

宮城県仙台市青葉区川内元支倉35番地 川内住宅11-806

(72) 発明者 小柴 寿人

東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプス電気株式会社内

(74) 代理人 弁理士 志賀 正武 (外12名)

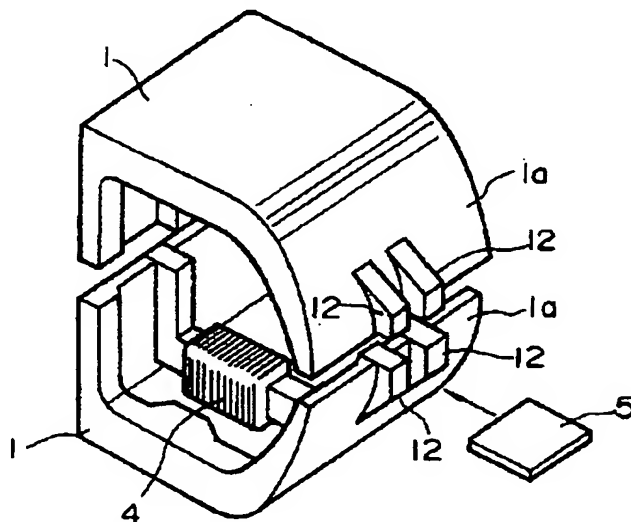
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 インダクティブ形ヘッド

(57) 【要約】

【課題】 室温で軟磁性を有し、従来の液体急冷法で得られるアモルファス合金薄帯よりも厚く、バルク状のものが容易に得られる金属ガラス合金をコアに適用したインダクティブ形ヘッドの提供。

【解決手段】 Fe、Co、Niのうちの1種又は2種以上の元素を主成分とし、Zr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、Vのうちの1種又は2種以上の元素とBを含み、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は、結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表される過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x が20K以上である軟磁性金属ガラス合金の粉末を焼結してなるバルク型コア12を有するインダクティブ形ヘッド。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 Fe、Co、Niのうちの1種又は2種以上の元素を主成分とし、Zr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、Vのうちの1種又は2種以上の元素とBを含み、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ （ただし T_x は、結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。）の式で表される過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x が20K以上である軟磁性金属ガラス合金からなるコアを有することを特徴とするインダクティブ形ヘッド。

【請求項2】 前記コアは、前記軟磁性金属ガラス合金の薄帯から形成されたコア薄片を積層してなるラミネート型コアであることを特徴とする請求項1記載のインダクティブ形ヘッド。

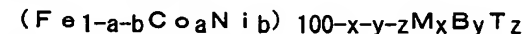
【請求項3】 前記コアは、前記軟磁性金属ガラス合金の粉末を焼結してなるバルク型コアであることを特徴とする請求項1記載のインダクティブ形ヘッド。

【請求項4】 前記軟磁性金属ガラス合金は、 ΔT_x が60K以上であり、下記の組成式で表されるものであることを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載のインダクティブ形ヘッド。



但し、 $0 \leq a \leq 0.29$ 、 $0 \leq b \leq 0.43$ 、5原子% $\leq x \leq 20$ 原子%、 10 原子% $\leq y \leq 22$ 原子%であり、MはZr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、Vのうちの1種又は2種以上からなる元素である。

【請求項5】 前記軟磁性金属ガラス合金は、 ΔT_x が60K以上であり、下記の組成式で表されるものであることを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載のインダクティブ形ヘッド。



但し、 $0 \leq a \leq 0.29$ 、 $0 \leq b \leq 0.43$ 、5原子% $\leq x \leq 20$ 原子%、 10 原子% $\leq y \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 5$ 原子%であり、Mは、Zr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、Vのうちの1種又は2種以上からなる元素、TはCr、W、Ru、Rh、Pd、Os、Ir、Pt、Al、Si、Ge、C、Pのうちの1種又は2種以上の元素である。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、磁気カードやビデオテープ等の記録再生などに使用されるインダクティブ形ヘッドに係わり、特に、室温で軟磁性を有し、バルク状のものが容易に得られる金属ガラス合金からなるコアを有するインダクティブ形ヘッドに関するものである。

【0002】

【従来の技術】従来から多元素合金のある種のもの、結晶化の前の過冷却液体の状態においてある広い過冷却液体領域を有し、これらは、金属ガラス合金（glassy alloy）を構成するものとして知られている。そして、この種の金属ガラス合金は、従来公知の液体急冷法で製造

したアモルファス磁性合金の薄帯に比べてはるかに厚いバルク状の合金となることも知られている。例えば従来、このような金属ガラス合金として、Ln-Al-TM、Mg-Ln-TM、Zr-Al-TM、Hf-Al-TM、Ti-Zr-Bi-TM（ただしLnは希土類元素、TMは遷移金属を示す。）系等の組成のものが知られている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、従来知られているアモルファス磁性合金にあっては、十分な厚みを有するバルク状体の提供が困難であるためインダクティブ形ヘッドのバルク型コアに適用するのが困難であり、また、薄い磁性材料を複数枚積層するラミネート型コアに適用する場合、従来のアモルファス磁性合金薄帯の厚みが薄いためにラミネート型コアの製造が困難であった。また、従来の金属ガラス合金はいずれも、室温において磁性を持つことはなく、この点においてインダクティブ形ヘッドのコア用磁性材料として見た場合に工業的には大きな制約があった。従って、従来より室温で強磁性を有し、厚いバルク状のものを得ることができる金属ガラス合金の研究開発が進められていた。

【0004】ここで各種の組成の合金において、過冷却液体状態を示すとしても、これらの過冷却液体の温度間隔 ΔT_x 、即ち、結晶化開始温度（ T_x ）と、ガラス遷移温度（ T_g ）との差、即ち、（ $T_x - T_g$ ）の値は一般に小さく、現実的には、金属ガラス形成能に乏しく、実用性のないものであることを考慮すると、前記の通りの広い過冷却液体の温度領域を持ち、冷却によって金属ガラスを構成することのできる合金の存在は、従来公知のアモルファス合金の薄帯としての厚さの制約を克服可能なことから、冶金学的には大いに注目されるものである。しかし、工業材料として発展できるか否かは、室温で強磁性を示す金属ガラス合金の発見が鍵となっている。

【0005】本発明は前記の背景に鑑み、室温で軟磁性を有し、従来の液体急冷法で得られるアモルファス合金薄帯よりも厚く、バルク状のものが容易に得られる金属ガラス合金をコアに適用したインダクティブ形ヘッドの提供を目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明のインダクティブ形ヘッドは、Fe、Co、Niのうちの1種又は2種以上の元素を主成分とし、Zr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、Vのうちの1種又は2種以上の元素とBを含み、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ （ただし T_x は、結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。）の式で表される過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x が20K以上である軟磁性金属ガラス合金からなるコアを有することを特徴とする。本発明において、前記コアは、前記軟磁性金属ガラス合金の薄帯から形成されたコア薄片を積層してなるラミネート型コアであってもよい。また、前記コアは、前記軟

磁性金属ガラス合金の粉末を焼結してなるバルク型コアであってもよい。

【0007】本発明において、前記軟磁性金属ガラス合金は、 ΔT_x が60K以上であり、下記の組成式で表されることを特徴とするものでも良い。

$(Fe_{1-a-b}Co_aNi_b)_{100-x-y}M_xBy$
但し、 $0 \leq a \leq 0.29$ 、 $0 \leq b \leq 0.43$ 、5原子% $\leq x \leq 20$ 原子%、 10 原子% $\leq y \leq 22$ 原子%であり、MはZr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、Vのうちの1種又は2種以上からなる元素である。あるいは、前記軟磁性金属ガラス合金は、 ΔT_x が60K以上であり、下記の組成式で表されることを特徴とするものでも良い。

$(Fe_{1-a-b}Co_aNi_b)_{100-x-y-z}M_xByT_z$
但し、 $0 \leq a \leq 0.29$ 、 $0 \leq b \leq 0.43$ 、5原子% $\leq x \leq 20$ 原子%、 10 原子% $\leq y \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 5$ 原子%であり、Mは、Zr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、Vのうちの1種又は2種以上からなる元素、TはCr、W、Ru、Rh、Pd、Os、Ir、Pt、Al、Si、Ge、C、Pのうちの1種又は2種以上の元素である。

【0008】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施の形態について説明する。まず、本発明に用いられる軟磁性金属ガラス合金について説明する。本発明に用いられる軟磁性金属ガラス合金の1つは、Fe、Co、Niのうちの1種又は2種以上を主成分とし、これにZr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、Vのうちの1種または2種以上とBを所定量添加した成分系で実現される。本発明に係る軟磁性金属ガラス合金の1つは、一般式においては、

$(Fe_{1-a-b}Co_aNi_b)_{100-x-y}M_xBy$
で表記することができ、この一般式において、 $0 \leq a \leq 0.29$ 、 $0 \leq b \leq 0.43$ 、5原子% $\leq x \leq 20$ 原子%、 10 原子% $\leq y \leq 22$ 原子%なる関係が好ましく、MはZr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、Vのうちの1種又は2種以上からなる元素である。更に前記の成分系において、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ （ただし T_x は、結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。）の式で表される過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x が20K以上であることを必要とする。前記の組成系において、Zrを必ず含み、 ΔT_x が25K以上であることが好しい。また、前記の組成系において、 ΔT_x が60K以上であることがより好ましい。更に、前記 $(Fe_{1-a-b}Co_aNi_b)_{100-x-y}M_xBy$ なる組成式において $0.02 \leq a \leq 0.29$ 、 $0.042 \leq b \leq 0.43$ の関係にされてなることが好ましい。

【0009】次に本発明に用いられる他の軟磁性金属ガラス合金は、一般式においては、 $(Fe_{1-a-b}Co_aNi_b)_{100-x-y-z}M_xByT_z$ で表記され、この一般式において、 $0 \leq a \leq 0.29$ 、 $0 \leq b \leq 0.43$ 、5原子% $\leq x$

≤ 20 原子%、 10 原子% $\leq y \leq 22$ 原子%、 0 原子% $\leq z \leq 5$ 原子%であり、MはZr、Nb、Ta、Hf、Co、Ti、Vのうちの1種又は2種以上からなる元素、TはCr、W、Ru、Rh、Pd、Os、Ir、Pt、Al、Si、Ge、C、Pのうちの1種又は2種以上の元素である。また、本発明に用いられる軟磁性金属ガラス合金は、前記 $(Fe_{1-a-b}Co_aNi_b)_{100-x-y-z}M_xByT_z$ なる組成式において $0.042 \leq a \leq 0.29$ 、 $0.042 \leq b \leq 0.43$ の関係にされてなるものでも良い。

【0010】次に、前記元素Mが $(M'_{1-c}M''_c)$ で表され、M'はZrまたはHfのうちの1種または2種、M''はNb、Ta、Mo、Ti、Vのうちの1種または2種以上からなる元素であり、 $0 \leq c \leq 0.6$ であることを特徴とするものでも良い。更に、前記組成においてcが $0.2 \leq c \leq 0.4$ の範囲であることを特徴とするものでも良く、前記cが $0 \leq c \leq 0.2$ の範囲であることを特徴としても良い。更に本発明において、前記組成比を示すa、bが、 $0.042 \leq a \leq 0.25$ 、 $0.042 \leq b \leq 0.1$ の範囲であることを特徴としても良い。本発明において、前記軟磁性金属ガラス合金に427℃(700K)～627℃(900K)で熱処理が施されてなることを特徴とするものでも良い。この範囲の温度で熱処理がなされたものは、高い透磁率を示す。なお、加熱後の冷却時に急冷すると、結晶相が析出してアモルファス化できないので、熱処理後の冷却速度はできるだけ遅いものとする必要があり、加熱後に徐冷するか焼鈍しするなどの処理が好ましい。また、前記の組成において原子Bの50%以下をCで置換しても良い。

【0011】「組成限定理由」本発明に用いられる軟磁性金属ガラス合金の組成系において、主成分であるFeとCoとNiは、磁性を担う元素であり、高い飽和磁束密度と優れた軟磁気特性を得るために重要である。また、Feを多く含む成分系において ΔT_x が大きくなり易く、Feを多く含む成分系においてCo含有量とNi含有量を適正な値とすることで、 ΔT_x の値を60K以上することができる。具体的には、50K～60Kの ΔT_x を確実に得るためには、Coの組成比を示すaの値を $0 \leq a \leq 0.29$ 、Niの組成比を示すbの値を $0 \leq b \leq 0.43$ の範囲、60K以上の ΔT_x を確実に得るためには、Coの組成比を示すaの値を $0.042 \leq a \leq 0.29$ 、Niの組成比を示すbの値を $0.042 \leq b \leq 0.43$ の範囲とすることが好ましい。また、前記の範囲内において、良好な軟磁気特性を得るためには、Coの組成比を示すaの値を $0.042 \leq a \leq 0.25$ の範囲とすることが好ましく、高い飽和磁束密度を得るためには、Niの組成比を示すbの値を $0.042 \leq b \leq 0.1$ の範囲とすることがより好ましい。

【0012】MはZr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、Vのうちの1種又は2種以上からなる元素である。

これらはアモルファスを生成させるために有効な元素であり、5原子%以上、20原子%以下の範囲であると良い。更に、高い磁気特性を得るためには、より好ましくは5原子%以上、15原子%以下にすると良い。これら元素Mのうち、特にZrが有効である。Zrは、その一部をNb等の元素と置換することができるが、置換する場合の組成比cは、 $0 \leq c \leq 0.6$ の範囲である高い ΔT_x を得ることができるが、特に ΔT_x を80以上とするには $0.2 \leq c \leq 0.4$ の範囲が好ましい。

【0013】Bは、高いアモルファス形成能があり、本発明では10原子%以上、22原子%以下の範囲で添加する。この範囲を外れると、Bが10原子%未満であると、 ΔT_x が消滅するために好ましくなく、22原子%よりも大きくなるとアモルファスが形成できなくなるために好ましくない。より高いアモルファス形成能と良好な磁気特性を得るためには、16原子%以上、20原子%以下とすることがより好ましい。

【0014】前記の組成系に更に、Tで示される、Cr、W、Ru、Rh、Pd、Os、Ir、Pt、Al、Si、Ge、C、Pのうちの1種又は2種以上の元素を添加することもできる。本発明ではこれらの元素を0原子%以上、5原子%以下の範囲で添加することができる。これらの元素は主に耐食性を向上させる目的で添加するもので、この範囲を外れると、軟磁気特性が低下する。また、この範囲を外れるとアモルファス形成能が劣化するために好ましくない。

【0015】前記組成系の軟磁性金属ガラス合金材を製造するには、例えば、各成分の元素単体粉末を用意し、前記組成範囲になるようにこれらの元素単体粉末を混合し、次いでこの混合粉末をArガス等の不活性ガス雰囲気中において、るつぼ等の溶解装置で溶解して所定組成の合金溶湯を調整してから鑄造法により、あるいは単ロールもしくは双ロールによる急冷法によって、さらには液中紡糸法や溶液抽出法によって、あるいは高圧ガス噴霧法によって、バルク状、リボン状（帯状）、線状体、粉末等の種々の形状として製造され、また、特に、バルク状のものを製造する場合は、粉末状にしたものを放電プラズマ焼結法により焼結する方法が好適に用いられる。これらの製造方法によって、従来公知のアモルファス合金の場合に比べて10倍以上の厚さと径の大きさの軟磁性金属ガラス合金の製造が可能である。

【0016】これらの方法により得られた前記の組成の軟磁性金属ガラス合金は、室温において磁性を有し、また、上述の熱処理により、より良好な磁性を示す。このため、優れたSoft magnetic特性（軟磁気特性）を有する材料としてインダクティブ形ヘッドのコア用磁性材料として有用なものとなる。なお、製造方法について付言すると、合金の組成、そして製造のための手段と製品の大きさ、形状等によって、好適な冷却速度が決まるが、通常は $10^2 \sim 10^6 \text{ K/s}$ 程度の範囲を目安とすること

ができる。

【0017】次に、図面を参照して本発明のインダクティブ形ヘッドの実施の形態について説明する。図1は、本発明のインダクティブ形ヘッドの第一の実施形態を示す斜視図である。この第一の実施形態のインダクティブ形ヘッドは、各種構成部材を所定位置に固定するために対称的に分割されたホルドケース1、1を有する。このホルドケース1、1は、一方の面が磁気テープと対向して円滑な摺接動作を達成しえるように湾曲した摺接面1a、1aを有し、これら摺接面1a、1aの対向する端部には、ラミネート型コア2、2が対称的に配設されている。

【0018】このラミネート型コア2は、図2に示すように、上述の軟磁性金属ガラス合金からなる薄帯を打ち抜いて形成した略コ字状のコア薄片3を複数枚積層してなるもので、これらラミネート型コア2を一对突き合わせて、突き合わせ面に磁気ギャップ6を形成している。さらに、これらラミネート型コア2には、図1に示すように、コイル4が巻回され、磁気ギャップ6には、ギャップ板5が介在されて、インダクティブ形ヘッドが概略構成される。

【0019】次に、上記ラミネート型コア2の製造例について詳しく説明する。まず、上記組成系の軟磁性金属ガラス合金の各成分の元素単体粉末もしくは元素単体塊状物（予め一部合金化していても良い。）を用意し、これら元素単体粉末もしくは元素単体塊状物を混合し、次いでこの混合粉末をArガス等の不活性ガス雰囲気中において、るつぼ等の溶解装置で溶解して所定組成の合金溶湯を得る。ついで、この合金溶湯を鑄型に流し込んで徐冷する鑄造法により、あるいは単ロールもしくは双ロールを用いる急冷法によって厚さ $20 \sim 2000 \mu\text{m}$ 程度の軟磁性金属ガラス合金薄帯を形成する。ついで、この軟磁性金属ガラス合金薄帯をプレス工程およびパレル研削工程を経ることでコア薄片3を作製する。ついで、薄片単品のまま 427°C (700K) $\sim 627^\circ\text{C}$ (900K)の温度範囲で熱処理する。ついで、この熱処理されたコア薄片3をコア整列工程において治具中に挿入して同一方向に並べて密着させ、かつ、このときラミネート型コア2を形成するコア薄片3の所定枚数毎に仕切板を挿入する。次にこのコア薄片3と仕切板を密着して積層した状態で、レーザ溶接工程により、積層方向に溶接する。すると、仕切板部分では、溶接されないか溶着力が弱いので、次のコア分離工程における簡単な分離作業により、所定枚数積層されて溶接される。これを樹脂含浸工程にて、樹脂液に含浸させ、各コア薄片3の間に絶縁性の樹脂膜の形成された、図2に示されるようなラミネート型コア2が得られる。

【0020】第一の実施形態のインダクティブ形ヘッドは、Fe、Co、Niのうちの1種又は2種以上の元素を主成分とし、Zr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、

Vのうちの1種又は2種以上の元素とBを含み、 ΔT_x が20K以上である軟磁性金属ガラス合金の帯から形成されたコア薄片3を積層してなるラミネート型コア2が備えられたものである。本発明で用いられる軟磁性金属ガラス合金は、従来のアモルファス合金帯の厚みの制約を克服し、帯状で20 μ m以上の厚さ、あるいは20~200 μ mの厚さであって、しかも室温で軟磁気特性を有している。また、この軟磁性金属ガラス合金は、軟磁気特性において飽和磁化が高く、保磁力が低く、透磁率が高く、また、高硬度であり、例えば、ビッカース硬度が1300HV~1500HVを示すので、耐摩耗性が優れるという利点がある。従って、上述のような軟磁性金属ガラス合金をラミネート型コア2に用いることで、極めて高性能なインダクティブ形ヘッドが得られる。

【0021】図3は、本発明のインダクティブ形ヘッドの第二の実施形態を示す斜視図である。この第二の実施形態のインダクティブ形ヘッドが、図1に示した第一の実施形態と異なるところは、コアとして上記軟磁性金属ガラス合金の粉末を焼結してなるバルク型コア12が備えられた点である。次に、上記バルク型コア12の製造例について説明する。図4は上記バルク型コア12を製造するために好適に用いられる放電プラズマ焼結装置の一例の要部を示すもので、この例の放電プラズマ焼結装置は、筒型のダイ41と、このダイ41の内部に挿入される上パンチ42および下パンチ43と、下パンチ43を支え、後述するパルス電流を流す際の一方の電極ともなるパンチ電極44と、上パンチ42を下側に押圧し、パルス電流を流す他方の電極となるパンチ電極45と、上下のパンチ42、43に挟まれた粉末原料46の温度を測定する熱電対47を主体として構成されている。このような放電プラズマ焼結装置の内部で、上下のパンチ42、43とダイ41により形成されるキャビティの形状は、バルク型コア12の形状と略一致するものである。

【0022】図6に、上記放電プラズマ焼結装置の全体構造を示す。図6に示す放電プラズマ焼結装置Aは、住友炭鉱株式会社製のモデルSPS-2050と称される放電プラズマ焼結機の一つであり、図4に示す構造を要部とするものである。図6に示す装置においては、上部基盤51と下部基盤52を有し、上部の基盤51に接してチャンバ53が設けられ、このチャンバ53の内部に図4に示す構造の大部分が収納されて構成され、このチャンバ53は図示略の真空排気装置および雰囲気ガスの供給装置に接続されていて、上下のパンチ42、43の間に充填される原料粉末（粉粒体）46を不活性ガス雰囲気などの所望の雰囲気下に保持できるように構成されている。なお、図4と図6では通電装置が省略されているが、上下のパンチ42、43およびパンチ電極44、45には別途設けた通電装置が接続されていてこの

通電装置から図5に示すようなパルス電流をパンチ42、43およびパンチ電極44、45を介して通電できるように構成されている。

【0023】上記構成の放電プラズマ焼結装置を用いて軟磁性金属ガラス合金からなるバルク型コア12を製造するには、成型用原料粉末46を用意する。この原料粉末46を作製するには、例えば、上記組成系の軟磁性金属ガラス合金の各成分の元素単体粉末もしくは元素単体塊状物（予め一部合金化していても良い。）を用意し、これら元素単体粉末もしくは元素単体塊状物を混合し、次いでこの混合粉末をArガス等の不活性ガス雰囲気中において、るつぼ等の溶解装置で溶解して所定組成の合金溶湯を得る。次にこの合金溶湯を鑄型に流し込んで徐冷する鑄造法により、あるいは単ロールもしくは双ロールを用いる急冷法によって、さらには液中紡糸法や溶液抽出法によって、あるいは高圧ガス噴霧法によって、バルク状、リボン状、線状体、粉末等の種々の形状として製造する工程と、粉末状以外のものは粉碎して粉末化する工程により得られる。

【0024】次に、原料粉末46を用意したならばこれを図4あるいは図6に示す放電プラズマ焼結装置の上下のパンチ42、43の間に投入し、チャンバ53の内部を真空引きするとともに、パンチ42、43で上下から圧力を加えて成形すると同時に、例えば図5に示すようなパルス電流を原料粉末46に印加して加熱し、成形する。この放電プラズマ焼結処理においては、通電電流により原料粉末46を所定の速度で素早く昇温することができ、また、通電電流の値に応じて原料粉末46の温度を厳格に管理できるので、ヒータによる加熱などよりも速かに正確に温度管理ができ、これにより予め設計した通りの理想に近い条件で焼結ができる。

【0025】本発明において、焼結温度は、原料粉末として用いられる軟磁性金属ガラス合金が、大きな過冷却液体の温度間隔 ΔT_x （ $T_x - T_g$ ）を有しているため、この温度領域で加圧焼結することによって、高密度の焼結体を好ましく得ることができる。ただし、焼結温度が結晶化開始温度に近いと、結晶核の生成開始（構造的短範囲秩序化）や結晶析出開始による磁気異方性を生じるので軟磁性特性が劣化するおそれがある。また、放電プラズマ焼結装置の機構上、モニターされる焼結温度は金型に設置されている熱電対の温度であるため、粉末試料にかかる温度よりも低い温度である。したがって、本発明における焼結温度は、結晶化開始温度を T_x 、焼結温度を T とした場合、好ましくは $T \leq T_x$ の範囲とされる。

【0026】本発明において、焼結を行う際の昇温速度は、ゆっくりとした昇温速度では結晶相が生成するため、40°C/分以上とするのが好ましい。また、焼結の際の圧力については、加圧力が低すぎると焼結体を形成できないため、3t/cm²以上とするのが好まし

い。さらに、得られた焼結体に熱処理を施してもよく、これにより磁気特性を高めることができる。このときの熱処理温度はキュリー温度以上であり、かつ磁気特性を劣化させる結晶が析出する温度以下とされ、具体的には 427°C (700K) $\sim 627^{\circ}\text{C}$ (900K) の範囲が好ましく、より好ましくは 477°C (750K) $\sim 527^{\circ}\text{C}$ (800K) とされる。

【0027】このようにして得られた焼結体は、原料粉末として用いられた軟磁性金属ガラス合金と同じ組成を有するものであり、過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x が極めて広く、室温で優れた軟磁性特性を有し、また、熱処理により、より良好な磁性を示すものである。このため優れた Soft magnetic 特性 (軟磁性特性) を有する材料として、この焼結体をインダクティブ形ヘッドのバルク型コアとして適用すると、従来材に比べて優れた特性のコアが得られる。

【0028】第二の実施形態のインダクティブ形ヘッドは、上記軟磁性金属ガラス合金の粉末を焼結して得られた焼結体からなるバルク型コア 12 が備えられたものである。上記軟磁性金属ガラス合金は、従来のアモルファス合金帯の厚みの制約を克服し、バルク型コアに適用するのに十分な厚さのバルク状体を作製でき、しかも室温で軟磁性特性を有している。また、この軟磁性金属ガラス合金は、軟磁性特性において飽和磁化が高く、保磁力が低く、透磁率が高く、また、高硬度であるので耐摩耗性が優れるという利点がある。従って、上述のような軟磁性金属ガラス合金をバルク型コア 12 に用いることで、極めて高性能なインダクティブ形ヘッドが得られる。尚、上述の第二の実施形態では、軟磁性金属ガラス合金からなる原料粉末を放電プラズマ焼結により成形する方法によりバルク状の軟磁性金属ガラス焼結体を作製する場合について説明したが、これに限らず、押し出し法などの方法により加圧焼結することによってもバルク状の軟磁性金属ガラス焼結体を得ることができる。

【0029】

【実施例】以下、本発明を実施例および比較例により、具体的に説明する。

(実施例 1) Fe と Co と Ni と Zr の単体純金属と純ボロン結晶を Ar ガス雰囲気中において混合しアーク溶解して母合金を製造した。次に、この母合金をルツボで溶解し、アルゴンガス雰囲気中において 40m/s で回転している銅ロールにルツボ下端の 0.4mm 径のノズルから射出圧力 $0.39 \times 10^5\text{Pa}$ で吹き出して急冷する単ロール法を実施することにより、幅 $0.4 \sim 1\text{m}$ 、厚さ $13 \sim 22\mu\text{m}$ の金属ガラス合金帯の試料を製造した。得られた試料は、示差走査熱測定 (DSC) により分析した。

【0030】図 7 は、各々 Fe₆₀Co₃Ni₇Zr₁₀B₂₀、Fe₅₆Co₇Ni₇Zr₁₀B₂₀、Fe₄₉Co₁₄Ni₇Zr₁₀B₂₀、Fe₄₆Co₁₇Ni₇Zr₁₀B₂₀ なる組成

の金属ガラス合金帯試料の DSC 曲線を示す。これらのいずれの試料においても、温度を上昇させてゆくことで広い過冷却液体領域が存在することを確認でき、その過冷却液体領域を超えて加熱することで結晶化することが明らかになった。過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ の式で表されるが、図 7 に示す $T_x - T_g$ の値はいずれの試料でも 60K を超え、 $64 \sim 68\text{K}$ の範囲になっている。過冷却液体領域を示す突発的な平衡状態は、発熱ピークによる結晶化を示す温度より少し低い 596°C (869K) $\sim 632^{\circ}\text{C}$ (905K) の広い範囲で得られた。

【0031】図 8 は (Fe_{1-a-b}Co_aNi_b)₇₀Zr₁₀B₂₀ なる組成系における $\Delta T_x (= T_x - T_g)$ の値に対する Fe と Co と Ni のそれぞれの含量依存性を示す三角組成図である。図 8 に示す結果から明らかなように、(Fe_{1-a-b}Co_aNi_b)₇₀Zr₁₀B₂₀ なる組成系の全ての範囲において ΔT_x の値は 25K を超えている。また、 ΔT_x に関し、Fe を多く含む組成系において大きな値になっていることがわかり、 ΔT_x を 60K 以上にするには、Co 含有量を 3 原子%以上、20 原子%以下、Ni 含有量を 3 原子%以上、30 原子%以下にすることが好ましいことがわかる。なお、(Fe_{1-a-b}Co_aNi_b)₇₀Zr₁₀B₂₀ なる組成式において Co 含有量を 3 原子%以上にするには、(Fe_{1-a-b}Co_aNi_b) を 70 原子%とするので、Co の組成比 a が 0.042 以上、Co 含有量を 20 原子%以下にするには、Co の組成比 a が 0.29 以下となる。また、同様に Ni 含有量を 3 原子%以上にするには、Ni の組成比 b が 0.042 以上、30 原子%以下にするには、Ni の組成比 b は 0.43 以下となる。

【0032】(実施例 2) 次に、上記実施例 1 の組成に Nb を添加してなる軟磁性金属ガラス合金についての実施例を挙げる。Fe と Co と Ni と Zr と Nb の単体純金属と純ボロン結晶を Ar ガス雰囲気中において混合しアーク溶解して母合金を製造した。次に、この母合金をルツボで溶解し、アルゴンガス雰囲気中において銅ロールにルツボ下端のノズル穴から吹き出して急冷する単ロール法を実施することにより、種々の厚みのリボン (帯) を得た。ここでは、銅ロールの回転速度 $2.6 \sim 41.9\text{m/s}$ の範囲、用いるノズルの穴径 $0.4\text{mm} \sim 0.7\text{mm}$ の範囲、母合金の溶湯の射出圧力 $0.32 \sim 0.42\text{kgf/cm}^2$ の範囲、ノズルと銅ロールとの間のギャップ $0.3 \sim 0.45\text{mm}$ の範囲で調整することにより、厚さ $20 \sim 195\mu\text{m}$ のリボン (帯) を得ることができた。

【0033】図 9 は上記で得られた Fe₅₆Co₇Ni₇Zr₄Nb₆B₂₀ なる組成の各帯試料の X 線回折パターンを示すものである。この図に示す X 線回折パターンにより、板厚 $20 \sim 195\mu\text{m}$ の試料にあつてはいずれも、 $2\theta = 40 \sim 50$ (deg) にハローなパターンを有し

ており、アモルファス単相組織を有していることがわかる。以上の結果から、本実施例によれば、単ロール法により、20～195 μ mまでの範囲の板厚のアモルファス単相組織のリボンが得られることがわかった。

【0034】図10は、 $\text{Fe}_{56}\text{Co}_{7}\text{Ni}_{7}\text{Zr}_{8}\text{Nb}_{2}\text{B}_{20}$ なる薄帯試料のTMA曲線（Thermo Mechanical Analysis 曲線）と、DTMA曲線（Differential Thermo Mechanical Analysis 曲線）を示すものである。図10から850～920（K）の温度領域で温度の上昇に伴って試料が急激に伸びていることがわかる。このことは、過冷却液体温度領域において合金の軟化現象が起こっていることを示している。このように非晶質合金が軟化する現象を利用して固化成形すれば高密度化するために有利である。

【0035】図11は、 $\text{Fe}_{56}\text{Co}_{7}\text{Ni}_{7}\text{Zr}_{10-x}\text{Nb}_x\text{B}_{20}$ （ $x=0, 2, 4, 6, 8, 10$ 原子%）なる組成の急冷後の試料および527 $^{\circ}\text{C}$ （800 K）の温度で5分間アニールした試料の飽和磁束密度（ B_s ）、保磁力（ H_c ）、1 kHzにおける透磁率（ μ_e ）、磁歪（ λ_s ）のNb含有量依存性を示す。飽和磁束密度（ B_s ）は、急冷状態およびアニール後の試料ともに、Nbを添加するに従い低下し、Nbを含まない試料が0.9（T）以上、Nbを2原子%含む試料では約0.75（T）であった。透磁率（ μ_e ）の値は、急冷状態の試料にあっては、Nbを含まない試料が531、Nbを2原子%含む試料が2228であり、Nbを10原子%含む試料においては906に低下した。しかし、アニールを施すことにより透磁率（ μ_e ）格段に向上し、特にNbを2原子%含む試料においては、25000程度の透磁率（ μ_e ）を得ることができる。保磁力（ H_c ）に関し、急冷状態の試料にあっては、Nbを含まない試料とNbを2原子%含む試料はいずれも50 A/m（=0.625 Oe）と低い値であった。特にNbが2原子%以下の試料は、5 A/m（=0.0625 Oe）と非常に良好な値を示している。アニールを施すと、Nbを4原子%以上

含む試料においても優れた保磁力（ H_c ）を得ることが可能となる。図11に示す結果から、この系の合金試料にあっては、良好な軟磁気特性を得るためには、Nbは0以上、2原子%以下の範囲がより好ましいことがわかる。また、磁歪はNbの添加量にはあまり依存していない。

【0036】（実施例3）上記実施例1または2と同様にして製造した金属ガラス合金薄帯試料をロータリーミルを用いて大気中で粉砕することで粉末化した。得られた粉末の中で粒径53～105 μ mのものを選別して後の工程に原料粉末として使用した。約2 gの上記原料粉末をWC製のダイスの内部にハンドプレスを用いて充填した後、図4に示すダイ41の内部に装填し、チャンバの内部を 3×10^{-5} torrの雰囲気中で上下のパンチ42、43で加圧するとともに、通電装置から原料粉末にパルス波を通電することにより焼結し、バルク状の焼結体を得た。パルス波形は図5に示すように12パルス流した後で2パルス休止するものとし、最高4700～4800 Aの電流で原料粉末を加熱した。ここでの焼結条件は、試料に6.5 t/cm²の圧力をかけた状態で室温から焼結温度まで加熱し、約5分間保持することにより行った。焼結時の昇温速度は100 $^{\circ}\text{C}$ /分とした。

【0037】上記で得られたバルク状の焼結体のガラス遷移温度（ T_g ）、結晶化開始温度（ T_x ）、過冷却液体領域の温度幅（ ΔT_x ）と、ビッカース硬度（ H_v ）と、圧縮強度（ $\sigma_{c, f}$ ）とを測定した。ここでのビッカース硬度は、各組成の金属ガラス合金について、直径1 mm～10 mm、長さ50 mm～100 mmのピン状の試料を作製し、ビッカース微小硬度計を使用し500 gの荷重を負荷して測定した。圧縮強度は、各組成の金属ガラス合金について、直径2.5 mm、長さ6.0 mmの試料を作製し圧縮強度計（インストロン社製 model 14204）を用いて測定した。結果を表1に示す。

【0038】

【表1】

合金組成	T_g K	T_x K	ΔT_x K	H_v	$\sigma_{c, f}$ MPa
$\text{Fe}_{51}\text{Co}_{7}\text{Ni}_{7}\text{Zr}_{10}\text{B}_{15}$	795	860	65	1310	3400
$\text{Fe}_{55}\text{Co}_{7}\text{Ni}_{7}\text{Zr}_{10}\text{B}_{18}$	802	873	71	1340	3500
$\text{Fe}_{55}\text{Co}_{7}\text{Ni}_{7}\text{Zr}_{10}\text{B}_{20}$	814	887	73	1370	3600
$\text{Fe}_{55}\text{Co}_{7}\text{Ni}_{7}\text{Zr}_{8}\text{Nb}_{2}\text{B}_{20}$	828	914	86	1370	3600
$\text{Fe}_{56}\text{Co}_{7}\text{Ni}_{7}\text{Zr}_{8}\text{Ta}_{2}\text{B}_{20}$	827	915	88	1360	3600
$\text{Fe}_{51}\text{Co}_{7}\text{Ni}_{7}\text{Zr}_{8}\text{Nb}_{2}\text{B}_{15}$	808	863	50	1340	3500
$\text{Fe}_{51}\text{Co}_{7}\text{Zr}_{10}\text{Mo}_{5}\text{W}_{2}\text{B}_{15}$	898	962	64	1360	3800

【0039】表1の結果から明らかなように、本発明の組成の範囲内にある各金属ガラス合金試料は、ビッカース硬度が1310～1370が得られており、また圧縮強度も3400～3800 MPaと非常に大きな値が得

られていることがわかる。

【0040】以上の結果より、本発明に係わるFe基金属ガラス合金は、優れた軟磁気特性を示すため、インダクティブ形ヘッドの電磁変換特性としては優れており、

また、硬度が高いものが得られるので、優れた耐摩耗性をもつインダクティブ形ヘッドを得ることができることがわかる。なお、この発明は、以上の例によって何ら限定されるものではなく、その組成、製造方法、熱処理条件、形状等について様々な態様が可能であることは勿論である。

【0041】

【発明の効果】以上説明したように本発明のインダクティブ形ヘッドは、Fe、Co、Niのうちの1種又は2種以上の元素を主成分とし、Zr、Nb、Ta、Hf、Mo、Ti、Vのうちの1種又は2種以上の元素とBを含み、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ （ただし T_x は、結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。）の式で表される過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x が20K以上である軟磁性金属ガラス合金からなるコアを有することを特徴とするものである。本発明で用いられる軟磁性金属ガラス合金は、従来のアモルファス合金薄帯の厚みの制約を克服し、薄帯状で20 μ m以上の厚さ、あるいは20～200 μ mの厚さであって、しかも室温で軟磁気特性を有している。また、この軟磁性金属ガラス合金の粉末を焼結することにより、バルク型コアに適用するのに十分な厚さのバルク状体を作製できる。さらに、この軟磁性金属ガラス合金は、軟磁気特性において飽和磁化が高く、保磁力が低く、透磁率が高く、また、硬度が高いので耐摩耗性が優れるという利点がある。従って、上述のような軟磁性金属ガラス合金をインダクティブ形ヘッドのコアに用いることで、極めて高性能なインダクティブ形ヘッドが得られる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明のインダクティブ形ヘッドの第一の実施形態を示す斜視図である。

【図2】 図1のインダクティブ形ヘッドのラミネート型コアを示す図で、(a)は斜視図、(b)はラミネー

ト型コアを組み合わせたときの側面図である。

【図3】 本発明のインダクティブ形ヘッドの第二の実施形態を示す斜視図である。

【図4】 本発明のインダクティブ形ヘッドに備えられるバルク型コアの製造に好適に用いられる放電プラズマ焼結装置の一例の要部構造を示す断面図である。

【図5】 図4に示す放電プラズマ焼結装置で原料粉末に印加するパルス電流波形の一例を示す図である。

【図6】 本発明のインダクティブ形ヘッドに備えられるバルク型コアの製造に好適に用いられる放電プラズマ焼結装置一例の全体構成を示す正面図である。

【図7】 Fe₆₀Co₃Ni₇Zr₁₀B₂₀、Fe₅₆Co₇Ni₇Zr₁₀B₂₀、Fe₄₉Co₁₄Ni₇Zr₁₀B₂₀、Fe₄₆Co₁₇Ni₇Zr₁₀B₂₀なる各組成の金属ガラス合金薄帯試料のDSC曲線を示す図である。

【図8】 (Fe_{1-a-b}Co_aNi_b)₇₀Zr₁₀B₂₀なる組成系における $\Delta T_x (=T_x - T_g)$ の値に対するFeとCoとNiのそれぞれの含有量依存性を示す三角組成図である。

【図9】 板厚20～195 μ mのFe₅₆Co₇Ni₇Zr₄Nb₆B₂₀なる組成の薄帯試料におけるX線回折パターンを示す図である。

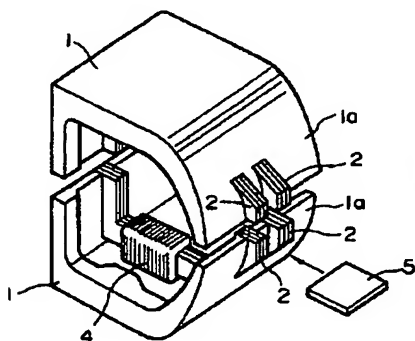
【図10】 Fe₅₆Co₇Ni₇Zr₈Nb₂B₂₀なる組成薄帯のTMA曲線とDTMA曲線を示す図である。

【図11】 Fe₅₆Co₇Ni₇Zr_{10-x}Nb_xB₂₀ (x=0, 2, 4, 6, 8, 10原子%)なる組成の試料の飽和磁束密度(B_s)、保磁力(H_c)、1kHzにおける透磁率(μ_e)、磁歪(λ_s)のNb含有量依存性を示す図である。

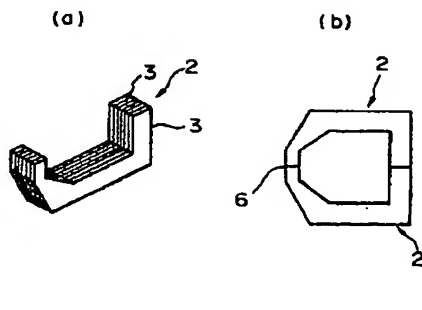
【符号の説明】

2…ラミネート型コア、3…コア薄片、12…バルク型コア。

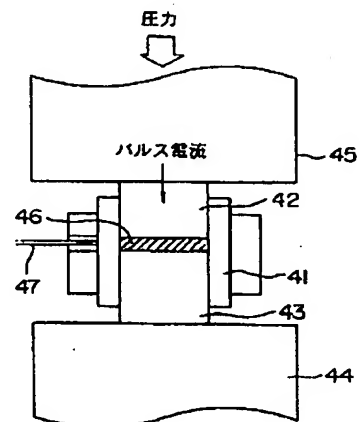
【図1】



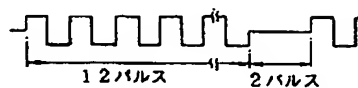
【図2】



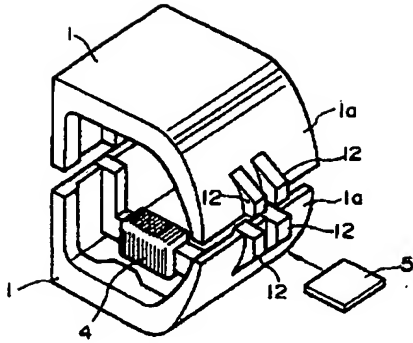
【図4】



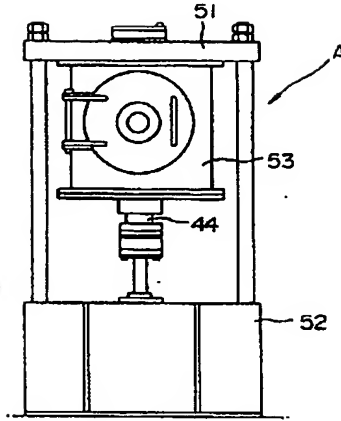
【図5】



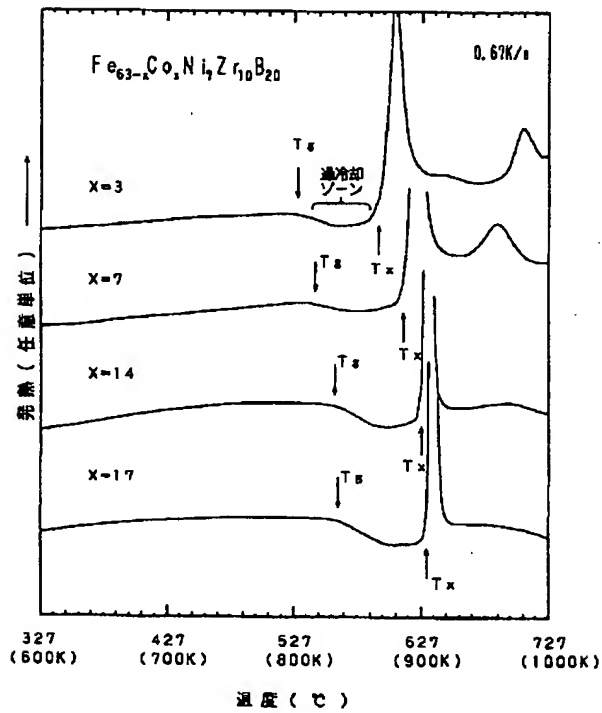
【図3】



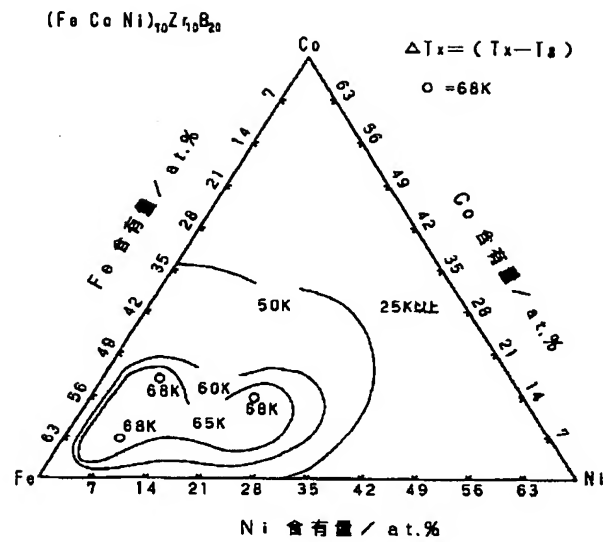
【図6】



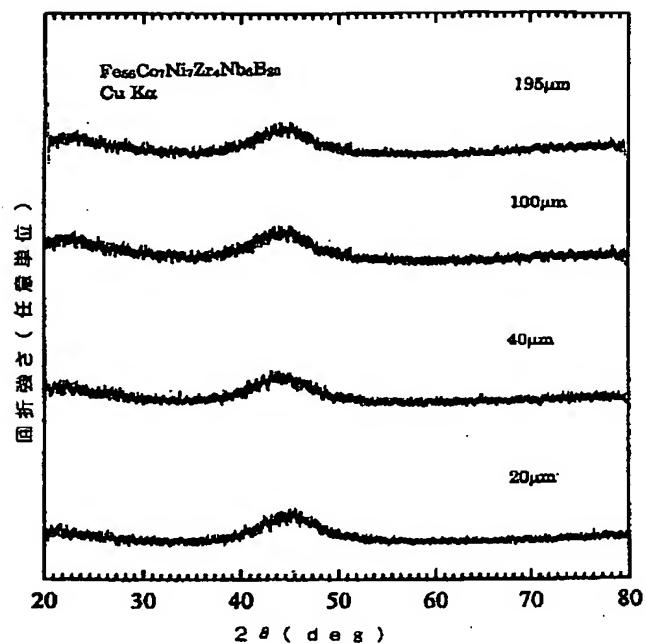
【図7】



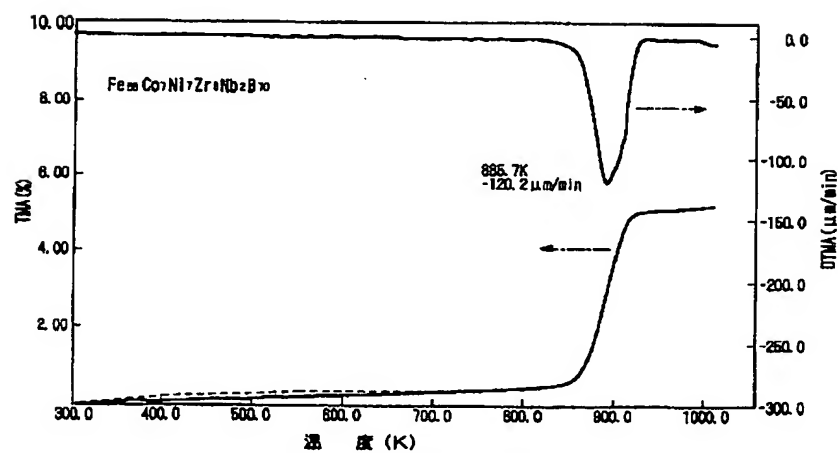
【図8】



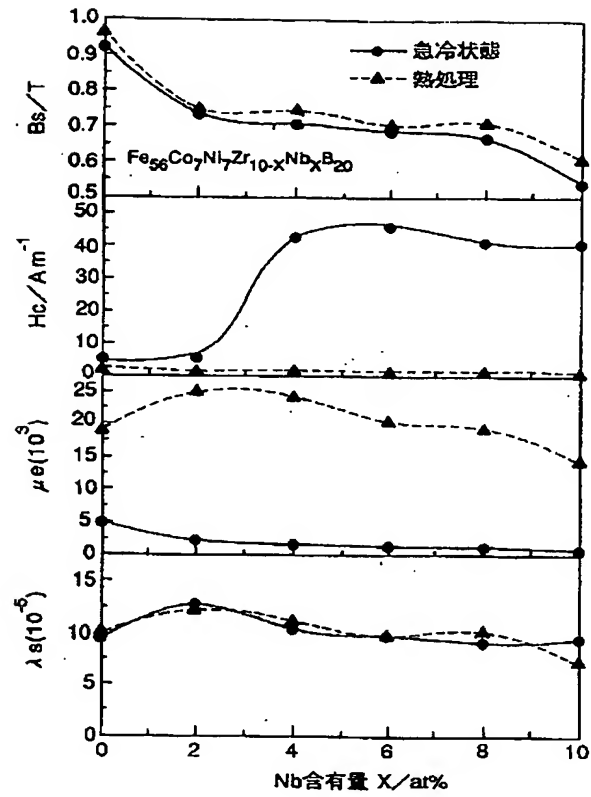
【図 9】



【図 10】



【図11】



フロントページの続き

(72)発明者 牧野 彰宏
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
ス電気株式会社内

(72)発明者 井上 明久
宮城県仙台市青葉区川内元支倉35番地 川
内住宅11-806